

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-279721

(43)Date of publication of application : 12.10.1999

(51)Int.Cl.

C22C 38/14

C21C 7/04

C21C 7/06

C21D 9/46

C22C 38/00

(21)Application number : 10-083768

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 30.03.1998

(72)Inventor : TOMOKIYO HISAMASA  
YAMAZAKI KAZUMASA  
MIZOGUCHI TOSHIAKI  
OKAMOTO RYUJI

(54) STEEL SHEET FOR SURFACE TREATMENT GOOD IN WORKABILITY AND SMALL IN DEFECT AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a steel sheet for a can small in the generation of defects at the time of can-making and small in intra-plane anisotropy.

SOLUTION: This steel sheet for surface treatment good in workability and small in defects is the one having a compsn. contg., by weight, ~~0.0002 to 0.0080%~~ C, 0.001 to 0.04% Si, 0.05 to 1.0% Mn, 0.001 to 0.050% P, 0.001 to 0.030% S, 0.001 to 0.005% Sol.Al, 0.0005 to 0.0080% N and 0.004 to 0.030% Ti, and the balance iron with inevitable impurities, having  $\leq 150 \mu\text{m}$  particle size and, as inclusions in the steel, contg. oxide inclusions essentially consisting of titanium oxide, manganese oxide, silicon oxide and alumina, and in which the total of titanium oxide and alumina is regulated to  $\leq 40\%$ .

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-279721

(43) 公開日 平成11年(1999)10月12日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	F I
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14
C 2 1 C 7/04		C 2 1 C 7/04 B
7/06		7/06
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46 H
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00 3 0 1 T
審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 7 頁)		

(21) 出願番号 特願平10-83768

(22) 出願日 平成10年(1998) 3 月30日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 友清 寿雅

愛知県東海市東海町 5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72) 発明者 山崎 一正

愛知県東海市東海町 5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72) 発明者 溝口 利明

愛知県東海市東海町 5 - 3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 名嶋 明郎 (外 2 名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性が良好で欠陥の少ない表面処理用鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 製缶加工時に欠陥発生が少なくかつ面内異方性の小さい缶用鋼板及びその製造方法に関するものである。

【解決手段】 重量%で、C : 0.0002~0.0080%、S i : 0.001 ~0.04%、M n : 0.05~1.0 %、P : 0.001 ~0.050 %、S : 0.001 ~0.030 %、S o l . A l : 0.001 ~0.005 %、N : 0.0005~0.0080%、T i : 0.004 ~0.030 %、を含有し、残部鉄および不可避免の不純物よりなり、最大粒径が150 μm 以下で、鋼中の介在物をチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナが主成分でチタン酸化物とアルミナの和が40%以下である酸化物系介在物を含有する加工性が良好で欠陥の少ない表面処理用鋼板およびその製造方法である。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量％で、

C : 0.0002～0.0080％、

Si : 0.001～0.04％、

Mn : 0.05～1.0％、

P : 0.001～0.050％、

S : 0.001～0.030％、

SoI. Al : 0.001～0.005％、

N : 0.0005～0.0080％、

Ti : 0.004～0.030％、

を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる鋼において、最大粒径が150 $\mu$ m以下で鋼中の介在物をチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナが主成分でチタン酸化物が5～30％、アルミナが2～15％で、かつチタン酸化物とアルミナの和が40％以下である酸化物系介在物を含有せしめたことを特徴とする加工性が良好で欠陥の少ない表面処理用鋼板。

【請求項2】 請求項1記載の成分に加えてさらに、

Nb : 0.002～0.05％

を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる鋼において、最大粒径が150 $\mu$ m以下で鋼中の介在物をチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナが主成分でチタン酸化物が5～30％、アルミナが2～15％で、かつチタン酸化物とアルミナの和が40％以下である酸化物系介在物を含有せしめたことを特徴とする加工性が良好で欠陥の少ない表面処理用鋼板。

【請求項3】 精錬後の溶鋼の鋼中酸素量を250ppm以下に脱酸し、ついでTiを添加し、その後Alを添加して請求項1または2記載の成分の鋼とし、この鋼を連続铸造—熱間圧延の後、600～800℃で巻取って、ついで脱スケール処理、冷間圧延後、650～750℃で連続焼鈍を施し、調質圧延あるいは2次冷間圧延の後、めっき工程を経て表面処理鋼板とする加工性が良好で欠陥が少ない表面処理用鋼板の製造方法。

【請求項4】 Alを添加する際に、化学組成がAl : 10～80重量％、残りFe、Mn、Siの1種～3種及び不可避免の不純物からなる合金を添加して行うことを特徴とする請求項3に記載の加工性が良好で欠陥が少ない表面処理用鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、加工性が良好で欠陥が少ない、ぶりきやティンフリースチール等の表面処理用鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 ぶりき原板の調質度は、JIS(G3303)に規定されるように、ロックウェル硬さに応じて軟質のものから調質度T1として、T6までの6種に分類される。一般に調質度がT1～T3の軟質ぶりきは焼鈍工程において箱型焼鈍法で、調質度がT4～T6までの硬質ぶりきは連続焼鈍

法で製造されている。しかし、箱型焼鈍法では生産性や材質ばらつき等の問題があり、軟質ぶりきの製造も連続焼鈍法で行うことが望まれていた。連続焼鈍法による軟質ぶりきの製造に関しては、特開昭58-197224号公報や特開平4-228526号公報がある。これらの技術はいずれも極低炭素鋼を用い、さらに結晶粒の微細化や面内異方性を改善するために、所定量のNbを添加した鋼板あるいはその製造方法に関するものである。これらの技術の提案により、連続焼鈍法において軟質でかつ加工性の良好なプリキ原板の製造が可能となった。

【0003】 しかしながら、成形性の改善を目的としたNbの多量添加は鋼板の耐食性劣化や再結晶温度の上昇を招き、連続焼鈍工程での鋼板の軟化による通板不良等の原因となり、材質特性と安定製造に関して課題も残っている。

【0004】 また、ぶりき、ティンフリースチール等の表面処理鋼板は、通常、深絞り加工、しごき加工、曲げ加工、ストレッチ加工等を施して容器として使用される。これらの鋼板は、転炉で溶製された未脱酸の溶鋼をAlで脱酸を行うAlキルド鋼で製造されている。このようなAl脱酸鋼では、脱酸時に添加したAlと溶鋼中の酸素が反応したり、脱酸後に鋼中に残留したAlがスラグや空気中等の酸素によって酸化してアルミナが生じる。このアルミナは硬質であるため圧延や加工等で破碎されずに鋼板に塊状で残存し、加工時に割れや疵等の欠陥発生の原因となる。そこでこれらのアルミナに対して、①スラグ中や雰囲気中の酸素の制御による溶鋼中のAlの酸化によるアルミナの生成防止や、②溶鋼中へのガスやフラックスの吹き込みによる溶鋼中のアルミナの浮上促進による低減と、③溶鋼中へのCaの添加によってアルミナを圧延・加工時に破碎されやすいカルシウムアルミネートに形態制御する無害化が行われてきた。

【0005】 しかし、Alで脱酸を行っている限りはアルミナの生成は皆無にはできず、除去も不十分である。そして、Ca添加による方法もCaは高価であるとともに歩留まりが極めて悪いために合金コストが高くなる。また介在物にアルミナを含有するため冷却時に介在物中に固いアルミナが部分的に晶出し、圧延等によっても破碎されずに残存し欠陥が発生する。さらに、Caを添加して生成するカルシウムアルミネートは肥大化しやすく、このような介在物が浮上しきれず残留した場合には欠陥となる。これらの問題を解決するためにはAl以外の元素で脱酸することが考えられ、特公昭48-29005に見られるようにAlもSiも全く添加せずにTiのみで脱酸する方法があるが、この場合Tiのみによる脱酸のためにTi添加前の溶鋼中酸素は非常に高い値となり、このような溶鋼にTiを添加すると粒径の大きなチタン酸化物が多量に生成して溶鋼中に残存し、これはアルミナと同様に固く破碎されにくい欠陥となる。

【0006】 このため、特公平2-9646に見られる

ように、Ti添加前にAlを添加して予備脱酸を行い、溶鋼酸素を低減した後にTiを添加する方法があるが、上記のごとき方法では溶鋼中の酸素が高い状態でAlを添加するために、多量のAlを添加する必要があり、その結果、多量のアルミナが生成してそのまま残留したり、アルミナを含有する複合介在物が生成して冷却時に介在物中の一部にアルミナが晶出し、この部分が圧延等によっても破碎されずに残存し欠陥が発生する。また、Alは脱酸力が強いので酸素のコントロールが不安定である。さらに、Tiを添加した際にTiと溶鋼中の酸素との反応によって生成したチタン酸化物の一部は複合介在物となるが、この複合酸化物はアルミナを含むために冷却時に介在物中に晶出するアルミナが破碎されずに残存し欠陥が発生する。一方、生成したチタン酸化物の大部分は粒径が大きいかつ、破碎されにくいチタン酸化物となって溶鋼中に存在し、その一部は浮上しきれずに残留して欠陥となる等の課題がある。このように通常の製造方法では、粒径が大きいかつ、硬質の介在物が含まれるのが一般的であり、この介在物は加工時に亀裂の起点となるため、この種の介在物が多量に含まれると、欠陥が多発するという問題を有していた。

【0007】鋼中に酸可溶Alを多く含有する鋼は再結晶温度が高くなり、特に前述の極低炭素鋼にTi、Nb等の炭窒化物形成元素を添加した鋼では、微細な炭窒化物が鋼中に存在するので、一般の低炭素Alキルド鋼よりもさらに高い温度で焼鈍をしなければならなかった。これを解消する方法として、特開昭62-30822号公報のようにAlで脱酸を行うものの、脱酸に使われた以外の余剰Alすなわち酸可溶Alを0.010%以下に制限する技術がある。この技術もAlで脱酸しているのでAlの酸化物が鋼中に残存するのは必然で、これらの鋼においてもAlの酸化物による欠陥の発生は抑え得ないものであった。さらに、酸可溶Alが残存しないように脱酸すると脱酸不足が生じ、鋼中に気泡が残ることがしばしば起き、ブローホールと呼ばれる欠陥により表面性状を損ね、安定化ができる技術ではなかった。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】本発明はこのような課題を解決するためになされたものであり、鋼中の介在物を微細で、かつ、部分的に固い晶出相がなく、介在物全体が変形・破碎しやすい組成の介在物にコントロールし、低コストで介在物欠陥を少なくし、さらに、鋼中のAlの含有量を極めて少なくできるので再結晶温度を低くでき、このため、Nb、Ti等の炭窒化物形成元素を添加した極低炭素鋼を用いても連続焼鈍工程での通板不良等を解決し、安定的な製造が可能となる鋼板およびその製造方法を提供するものである。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明の特徴とするところは、(1)重量%で、C : 0.0002~0.0080%、S

i : 0.001 ~ 0.04%、Mn : 0.05~1.0%、P : 0.001 ~ 0.050%、S : 0.001 ~ 0.030%、Sol. Al : 0.001 ~ 0.005%、N : 0.0005~0.0080%、Ti : 0.004 ~ 0.030%、を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼において、最大粒径が150 $\mu$ m以下で鋼中の介在物をチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナが主成分でチタン酸化物が5~30%、アルミナが2~15%でかつチタン酸化物とアルミナの和が40%以下である酸化物系介在物を含有せしめたことを特徴とする加工性が良好で欠陥の少ない表面処理用鋼板、(2)前記1記載の成分に加えてさらに、Nb : 0.002 ~ 0.05%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼において、最大粒径が150 $\mu$ m以下で鋼中の介在物をチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、アルミナが主成分でチタン酸化物が5~30%、アルミナが2~15%でかつチタン酸化物とアルミナの和が40%以下である酸化物系介在物を含有せしめたことを特徴とする加工性が良好で欠陥の少ない表面処理用鋼板、(3)精錬後の溶鋼の鋼中酸素量を250ppm以下に脱酸し、ついでTiを添加し、その後Alを添加して前記1または2記載の成分の鋼とし、この鋼を連続铸造-熱間圧延の後、600~800℃で巻取って、ついで脱スケール処理、冷間圧延後、650~750℃で連続焼鈍を施し、調質圧延あるいは2次冷間圧延の後、めっき工程を経て表面処理鋼板とする加工性が良好で欠陥が少ない表面処理用鋼板の製造方法、(4)Alを添加する際に、化学組成がAl : 10~80重量%、残りFe、Mn、Siの1種~3種及び不可避免的不純物からなる合金を添加して行うことを特徴とする前記3に記載の加工性が良好で欠陥が少ない表面処理用鋼板の製造方法、にある。

【0010】

【発明の実施の形態】本発明者らは、種々の組成の介在物を人工的に合成して鋼中に埋め込み、実験室的に圧延実験を行った。その結果、介在物中にアルミナを少量含有しチタン酸化物(TiO<sub>x</sub>、X=1.5~2.0)、マンガン酸化物(MnO)、シリコン酸化物(SiO<sub>2</sub>)、アルミナ(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)を主成分とする組成の介在物とすれば、融点が比較的低く、冷却時に高融点で固い晶出相が生成せず、圧延等によって微細に破碎されることを知見した。

【0011】このようなアルミナ含有量および組成の異なる介在物を分散させた鋼を実験室的に溶製、铸造し、通常の方法で熱間圧延、酸洗、冷間圧延、焼鈍、調質圧延、めっきを行って鋼板とし、絞り成形を行ったが一部の鋼板で割れ等の欠陥が発生した。この欠陥の部分の調査を行った結果、欠陥部には伸延した介在物が検出された。介在物サイズを測定した結果、その大きさは鋳片での大きさに換算するといずれも平均粒径50 $\mu$ mより大きかったことが判った。欠陥が発生しなかった部分を切断し鋼中の介在物の大きさを測定すると、これには平均粒径150 $\mu$ m以下の介在物が検出された。平均粒径が

50～150 $\mu\text{m}$ で欠陥が発生しなかった部分の介在物の組成を調査すると、チタン酸化物( $\text{TiO}_x$ 、 $X=1.5\sim 2.0$ )とアルミナ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )との和が40%以下の介在物組成であった。介在物の組成がチタン酸化物( $\text{TiO}_x$ 、 $X=1.5\sim 2.0$ )とアルミナ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )との和が40%超で、平均粒径が50～150 $\mu\text{m}$ になると、硬質の介在物で比較的粒径が大きいため、圧延等による圧下で伸展・変形を受けても、破碎されずに連続したまま残ったり、破碎されてもその粒が大きく連続して存在するために加工時に欠陥となると考えられる。さらに、詳細な調査をしたところ、介在物の平均粒径が150 $\mu\text{m}$ 以下で、チタン酸化物( $\text{TiO}_x$ 、 $X=1.5\sim 2.0$ )とアルミナ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )との和が40%以下でも、チタン酸化物( $\text{TiO}_x$ 、 $X=1.5\sim 2.0$ )とアルミナ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )がそれぞれ、30%超と15%超では欠陥が発生することが判明した。

【0012】以上のことより、平均粒径が150 $\mu\text{m}$ 以下で、組成がチタン酸化物( $\text{TiO}_x$ 、 $X=1.5\sim 2.0$ )とアルミナ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )がそれぞれ30%以下と15%以下でかつ両者の和が40%以下であれば欠陥とならないことが推測されたため、150 $\mu\text{m}$ 以下のチタン酸化物( $\text{TiO}_x$ 、 $X=1.5\sim 2.0$ )が5～30%とアルミナ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ )が2～15%で両者の和が40%以下含有したチタン酸化物、マンガ氧化物、シリコン酸化物、アルミナを主成分とする組成の介在物のみを分散させた鋼を実験室的に溶製、鑄造し、通常の方法で熱間圧延、酸洗、冷間圧延、焼鈍、2次冷間圧延、めっきを行って、絞り成形を行ったところ欠陥の発生がないことが確認できた。

【0013】さらに添加するTi濃度を变化させて実験を行った結果、チタン酸化物、マンガ氧化物、シリコン酸化物、アルミナを主成分とする組成の介在物とするには、Ti濃度を0.030%以下にすることが必要である。これはTiが高すぎるとTiの脱酸力がMnやSiに比べて高いのでこれらの酸化物と複合せず、アルミナと同様な高融点のチタン酸化物含有量の高い介在物が生成するためである。一方、Tiの下限を0.004%としたのは、連続鑄造時に脱酸不足による気泡の発生を防止するためであり、Ti量は脱酸に使用された残りをういて、C、Nを析出固定するので、好ましくはこのC、Nの析出固定に必要な量に脱酸に必要な量に0.004%を加えた量以上とする。C、Nを析出固定するために必要なTiはNbの添加量によって異なり、詳細は後述する。

【0014】Tiを添加した後にAlを添加することで、Al添加時の酸素濃度が下がっており、Alの添加量が少なくても、生成する介在物中のアルミナ含有量も少なく、介在物中にアルミナが含有していても加工時の欠陥発生はほとんどない。また、Ti添加時に生成したチタン酸化物、マンガ氧化物、シリコン酸化物を主成分とする組成の介在物はAlによって還元されてしまわずにチタン酸化物、マンガ氧化物、シリコン酸化物、アルミナを主成分とする組成の介在物となる。これ

らの介在物はアルミナ単体に比べると溶鋼中で浮上しやすく、清浄性も向上する。総Al量が0.001%以上あれば酸素は20ppm以下とすることができ、COガスは発生せずに鑄造が可能となり、COガス起因の気孔が鋼材中に生成するのを抑止することができる。

【0015】まず、転炉で目標とする0.0002～0.0080%のCを含む溶鋼を溶製する。この際、溶鋼中のCが目標とするC濃度より高い場合には出鋼後に真空脱ガス装置等による脱炭処理を行い所定のC濃度まで低減し、目標とするC濃度より低い場合には出鋼後にCを添加して所定のC濃度とする。

【0016】次に、出鋼した溶鋼をMn、Siの1種または2種を添加するか、真空脱ガス処理による予備脱酸を行って溶鋼中の酸素を250ppm以下とする。単体のアルミナを生成させないためにはTiを添加させる前にAlを添加しないことが必要であり、Fe-MnやFe-Siを添加してMn、Siにより脱酸を行う。Mn、Siの添加量は脱酸時に添加するTi合金中に含まれるMnやSiによって増加する量を考慮して添加する。また、MnやSiは脱酸力が弱いので製品によっては目標範囲内では溶鋼中の酸素を300ppm以下にすることが困難な場合があるので、その際には真空脱ガス処理により真空脱酸を行い酸素を下げる。溶鋼中の酸素が250ppmより高くなると、Ti合金を多量に添加することが必要になり、後述するように脱酸時の過飽和度が大きくなり、Ti添加時にアルミナと同様な高融点のチタン酸化物が多数生成し、複合介在物が安定して生成しない。また、これらが凝集して大きな介在物となる。このようにして溶鋼中の酸素を250ppm以下に調整した溶鋼に、化学組成がTi:10～70重量%の成分と残部はFe、Mn、Siのうち1種から3種および不可避的不純物とからなる合金を添加して、Tiを溶鋼成分として0.004～0.030%含有させる。溶鋼中のTi濃度を0.030%以下とすることでチタン酸化物、マンガ氧化物、シリカを主成分とする組成の複合介在物とすることが可能となる。溶鋼中のTi濃度が高すぎるとTiの脱酸力がMnやSiに比べて高いのでこれらの酸化物と複合せず、アルミナと同様な高融点のチタン酸化物が主成分の介在物となる。

【0017】更に、脱酸時の過飽和度を小さくすれば核生成速度が遅くなり、生成する介在物の個数及び介在物径が小さくなる。過飽和度はTiと酸素の積で決まるので、過飽和度を小さくする方法として脱酸合金中のTi含有量を低くすることと脱酸時の溶鋼中の酸素を低くすることが有効である。脱酸合金中のTi含有量が高い場合には溶鋼中に添加した脱酸合金の周囲にTi濃度の高い部分が生成して過飽和度が高くなるので、Ti含有量の低い脱酸合金を使用する。酸素濃度および合金中Ti含有量が低くなるにしたがって介在物径は小さくなり、酸素を250ppm以下とし、かつ、Ti含有量が70

%以下の合金で脱酸することで、平均粒径 $150\mu\text{m}$ 以下の介在物となる。Ti含有量が高くなると介在物径が大きくなるとともに、脱酸時にチタン酸化物の割合の高い介在物が生成し、それが溶鋼中に残存し混在する。Ti濃度が低すぎると脱酸合金の投入量が多くなりすぎ、溶鋼温度の低下が起こって溶鋼の凝固や casting が困難になったり、添加に時間がかかり生産性に障害を与える。また、Ti含有量が高い場合には少量ずつ添加すると部分的に過飽和度の高い部分が少なくなり有効である。

【0018】また、TiをFeやSi、Mnとの合金とすることで、Tiの活量を下げるとともに部分的に濃度の高い領域を減少させるために、過飽和度が一層減少し、チタン酸化物、マンガ酸化物、シリコン酸化物の複合介在物の生成を促進する。

【0019】Tiは1度に添加してもよいが、2回以上に分割して添加してもよい。Tiは添加後に溶鋼中の酸素が高く casting 時COガスが発生して casting 型内溶鋼のボイリングが発生するおそれのある場合には、Ti添加後にAlを0.001%以上なる量添加してもよい。これによって酸素は20ppm以下になり、COガス発生によるボイリングなしに casting が可能となる。Tiの添加による脱酸によって酸素が下げられているので、Ti添加前にAlを添加する場合よりもAlの添加量は少なく済み、生成する介在物の量が少なく、粗大な介在物も生成しない。Alを0.005%以下とすることで介在物はチタン酸化物、シリコン酸化物、マンガ酸化物、およびアルミナが主成分でチタン酸化物が5~30%、アルミナが2~15%でチタン酸化物とアルミナの和が40%以下の溶鋼中で液体状態として存在する介在物となる。このようにして溶製した溶鋼は通常と同じ方法でタンディッシュを通して、連続 casting 機で casting することが可能である。

【0020】最終的に鋼中に含有されるMnの含有量は、0.05%未満に下げるとともに精錬時間が長くなって経済性を大きく損ねるので、0.05%を下限とし、1.0%を越えると鋼板の加工性が大きく劣化し製品形状によっては加工ができなくなるので、1.0%を上限とする。Si量は、0.001%未満に下げると十分な予備処理等が必要で精錬に大幅なコスト負担をかけ経済性を損ねるので0.001%を下限とし、0.04%を越えるとめっきの際にめっき不良が発生し、表面性状、耐食性を損ねるとともに材質を硬質化させるため、軟質の鋼板を得ることができなくなるため0.04%を上限とする。Pは、0.001%未満に下げるとは溶鉄予備処理に時間とコストがかかり、経済性を大きく損ねるので、0.001%を下限とし、0.050%を越えると加工性が劣化し、加工に支障をきたすので0.050%を上限とする。Sは、0.001%未満に下げるとは溶鉄予備処理に時間とコストがかかり、経済性を大きく損ねるので、0.001%を下限とし、0.030%を越えると加工性・耐食性が劣化し、缶としての加工・性能に支障をきたすので0.030%を上限とする。Nは、0.

0005%未満に下げるとは精錬の段階での大幅なコスト上昇を伴い経済性を大きく損ねるので、0.0005%を下限とし、0.0080%を越えると、固溶NをなくするためのTi添加量が多く必要で、本願の目的である介在物の形態制御が不可能になるので、0.0080%を上限とする。

【0021】固溶N量を少なくするために、NをTiNとして固定するには、前述のように少なくともTi(%) $>3.43\times N$ (%)とする必要がある。さらに、加工性を向上させるためには、TiはCとの当量以上添加することが好ましい。この場合のTiの添加量は、Ti(%) $>4\times C$ (%) $+3.43\times N$ (%)となる。Tiの上限は、0.030%とする。この量を越えると、脱酸時にTiを大量に加えなければならなくなり、本願発明の特徴とする介在物組成が得られなくなるためである。

【0022】Nbは、加工性向上を目的として、主としてCを析出固定するために添加する。添加量としては、好ましくは、Tiを添加しない場合は、Nb(%) $>6.64\times N$ (%)、Tiを添加してNを析出固定した場合は、Nb(%) $>0.8\times 7.75\times C$ (%)を添加する。添加量の下限としては、0.002%未満では、加工性を向上させる効果がなくなるので、0.002%を下限とし、0.050%を越えると、固溶Nbの存在によってかえって加工性を劣化させることになるので、0.050%を上限とする。

【0023】このようにして溶製した溶鋼を通常と同じ方法でタンディッシュを通して、連続 casting 機で casting する。さらに、適宜、熱間圧延に先立って加熱を施し、この铸片を通常と同じ方法で熱間圧延した後、600℃~800℃の温度範囲で巻取りを行う。巻取温度600℃未満では、Ti及びNbによる固溶N及び固溶Cの析出固定が不十分で時効性が劣化するので600℃を下限とし、800℃を越えると粗大粒となり加工後肌荒れを起こして外観を損ねるので800℃を上限とする。ついで、脱スケール処理を行う。一般には酸洗を施すが、機械的にスケール除去を行っても良い。その後、冷間圧延を行い、連続焼鈍を行う。連続焼鈍の温度は、650℃~750℃とする。650℃未満では再結晶が完全ではなく加工性が劣化するので650℃を下限とし、750℃を越えると鋼板の高温強度が弱まり、連続焼鈍炉内で絞りと呼ばれる現象を起こし、破断するなどの問題が生じやすくなるので750℃を上限とする。その後、スキンパス圧延あるいは5~40%程度のDR圧延を施し、クロムめっきあるいは錫めっきなどのめっきを施し、表面処理鋼板とする。例えば、クロムめっき及び又は錫めっき層があれば、地鉄との界面にNi等の極薄層があってもかまわないし、錫めっきが錫-鉄合金めっきであってかまわない。また、表面に樹脂フィルムを貼り付けたラミネート鋼板又は溶融した樹脂をすくなくとも片面に被覆せしめた樹脂積層鋼板も、本発明の表面処理鋼板から逸脱するものではない。

【0024】

【実施例】270トン転炉で表1に示す合金組成の脱酸用合金を用いて、各成分の鋼を溶製し連続鋳造した。製造した鋼の成分を表1にまとめて示す。また介在物組成および介在物のサイズを表2に示す。ついで、熱間圧延を行った。そのときの巻取温度を表3に示した。次いで、酸洗、冷間圧延を行った後、表3に示す温度で焼鈍を実施した。焼鈍は、箱焼鈍あるいは連続焼鈍で行った。表3には、再結晶温度も同時に示す。焼鈍後、スキンパス圧延あるいは2次冷間圧延を施した。表3にその圧下率を示す。ついで、クロムめっきまたは錫めっきを施し、さらに一部の鋼板については、表裏面にポリエチレンテレフタレート樹脂フィルムを張り付け表面処理鋼板とした。

【0025】その鋳片の一部および表面処理鋼板の一部

を採取し、断面を調査し、介在物の組成、大きさ、形状を調査した。その結果を表2に示す。介在物の組成は走査型電子顕微鏡でエネルギー分散分析装置によって測定した。本発明では鋳片内にはチタン酸化物、マンガン酸化物、シリコン酸化物、を主とする組成で、ほぼ球形の介在物が検出された。また、冷延鋼板ではこれらの介在物が破碎され微細分散されていた。

【0026】得られた表面処理鋼板を3段絞りに成形した絞り缶と絞りとしごきを加えたDI缶を製造し、このときの割れが発生した欠陥率を調査した。この結果を表3に示す。表3から本願発明鋼では、比較鋼に比べて再結晶温度が低く、低い焼鈍温度でも絞り成形が可能であり、さらに欠陥率が少なくなっていることがわかる。

【0027】

【表1】

	No	溶鋼酸素 (ppm)	合金組成 (%)						鋼の成分 (%)										
			Ti	Fe	Mn	Si	Al	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	N	O	Ti	Nb		
本 発 明 鋼	A1	182	38	60	0	2	0	0.0005	0.007	0.18	0.010	0.008	0.001	0.0009	0.0021	0.005	—		
	A2	190	16	81	0	3	0	0.0025	0.010	0.52	0.014	0.009	0.002	0.0016	0.0019	0.017	—		
	A3	210	20	49	31	0	0	0.0030	0.008	0.40	0.011	0.012	0.002	0.0014	0.0009	0.020	—		
	A4	203	40	34	26	0	0	0.0046	0.009	0.58	0.014	0.010	0.003	0.0030	0.0009	0.015	—		
	A5	206	35	42	15	8	0	0.0040	0.008	0.35	0.072	0.007	0.004	0.0018	0.0015	0.010	—		
	A6	198	34	0	0	66	0	0.0011	0.012	0.28	0.013	0.009	0.002	0.0041	0.0013	0.015	—		
	A7	185	10	22	0	68	0	0.0020	0.021	0.61	0.010	0.013	0.001	0.0020	0.0011	0.009	—		
	A8	210	15	8	0	77	0	0.0034	0.039	0.75	0.010	0.011	0.002	0.0009	0.0005	0.005	—		
	A9	209	45	55	0	0	0	0.0045	0.005	0.15	0.012	0.015	0.002	0.0052	0.0018	0.019	0.024		
	A10	200	15	50	35	0	0	0.0042	0.006	0.45	0.010	0.011	0.001	0.0015	0.0021	0.006	0.043		
	A11	199	45	15	0	40	0	0.0035	0.025	0.15	0.009	0.006	0.003	0.0018	0.0007	0.010	0.040		
	A12	186	40	10	32	18	0	0.0041	0.007	0.15	0.011	0.010	0.004	0.0013	0.0011	0.007	0.009		
	A13	189	15	0	85	0	0	0.0035	0.008	0.79	0.013	0.010	0.001	0.0012	0.0013	0.009	0.018		
	A14	193	20	80	0	0	0	0.0007	0.013	0.61	0.010	0.012	0.001	0.0060	0.0014	0.022	0.025		
	A15	195	30	30	38	2	0	0.0023	0.021	0.45	0.012	0.013	0.002	0.0015	0.0016	0.007	0.020		
	A16	211	23	44	30	3	0	0.0033	0.009	0.35	0.016	0.017	0.002	0.0071	0.0012	0.026	0.023		
	A17	185	30	58	0	12	0	0.0034	0.009	0.70	0.013	0.011	0.001	0.0016	0.0008	0.018	—		
	A18	195	50	40	0	10	0	0.0054	0.008	0.25	0.012	0.010	0.002	0.0015	0.0010	0.015	—		
	A19	188	45	40	15	0	0	0.0022	0.007	0.19	0.009	0.011	0.003	0.0013	0.0009	0.020	—		
	A20	174	35	45	20	0	0	0.0028	0.009	0.65	0.016	0.011	0.001	0.0016	0.0012	0.030	—		
	A21	174	45	45	10	0	0	0.0067	0.010	0.80	0.012	0.013	0.001	0.0020	0.0011	0.019	—		
比 較 鋼	B1	187	35	45	20	0	0	0.0030	0.008	0.35	0.013	0.012	0.042	0.0090	0.0025	0.008	—		
	B2	192	88	0	0	12	0	0.0040	0.010	0.58	0.009	0.012	0.056	0.0029	0.0008	0.012	0.025		
	B3	191	0	0	0	2	98	0.0052	0.010	0.36	0.012	0.011	0.078	0.0023	0.0032	0.009	—		
	B4	229	65	20	15	0	0	0.0070	0.011	0.20	0.015	0.015	0.032	0.0051	0.0023	0.019	—		
	B5	198	99	1	0	0	0	0.0022	0.009	0.16	0.011	0.013	0.057	0.0013	0.0015	0.005	—		

【0028】

【表2】

【0029】

【表3】

	No	介在物組成 (%)				最大介在物 粒徑 (μm)
		TiO <sub>2</sub>	MnO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	
本 発 明 鋼	A1	16	33	45	6	90
	A2	11	35	48	6	43
	A3	14	65	17	4	131
	A4	24	58	8	10	68
	A5	18	47	23	12	84
	A6	17	10	65	8	63
	A7	9	18	68	5	121
	A8	12	10	75	3	105
	A9	28	35	33	4	68
	A10	11	69	12	8	42
	A11	27	8	55	10	86
	A12	23	58	17	2	93
	A13	12	56	25	7	78
	A14	13	43	41	3	117
	A15	16	68	12	4	118
	A16	14	65	14	7	32
	A17	15	34	45	6	78
	A18	28	32	38	2	124
	A19	26	41	24	9	69
	A20	17	51	28	4	15
	A21	26	42	24	8	43
比 較 鋼	B1	23	28	26	23	79
	B2	21	21	6	52	178
	B3	36	16	32	16	69
	B4	0	0	0	100	225
	B5	73	4	1	22	138

	No.	熱延巻取 温度 (°C)	冷間 圧延率 (%)	再結晶 温度 (°C)	焼鈍 温度 (°C)	2次冷延 圧下率 (%)	板厚 (mm)	めっき種 *1	樹脂皮膜 の有無	試験した 缶のタイプ	硬度 (HR30T)	成形時の 欠陥発生率 (ppm)
本 発 明 鋼	A1	750	90	660	700	10	0.20	TFS	有り	絞り缶	53	1
	A2	725	89	685	710	—	0.26	〃	〃	〃	46	3
	A3	685	90	680	720	—	0.24	〃	〃	〃	47	6
	A4	620	92	690	720	—	0.22	〃	〃	〃	62	4
	A5	750	93	690	720	20	0.18	〃	〃	〃	65	3
	A6	790	90	660	720	—	0.19	〃	〃	〃	48	0
	A7	680	92	680	750	25	0.17	〃	〃	〃	69	4
	A8	730	85	660	730	—	0.24	ぶりき	無し	DI缶	51	2
	A9	740	85	665	730	—	0.26	〃	〃	〃	50	0
	A10	720	88	670	730	—	0.22	〃	〃	〃	51	5
	A11	710	89	670	740	—	0.23	〃	〃	〃	49	1
	A12	685	90	675	740	—	0.26	TFS	有り	絞り缶	52	1
	A13	690	91	690	740	—	0.20	〃	〃	〃	51	4
	A14	705	92	670	710	15	0.22	〃	〃	〃	59	2
	A15	670	90	690	710	20	0.18	〃	〃	〃	63	6
	A16	715	90	695	710	20	0.17	〃	〃	〃	65	8
	A17	700	91	690	710	30	0.17	〃	〃	〃	73	3
	A18	710	92	670	720	10	0.18	ぶりき	〃	〃	55	1
	A19	720	88	670	720	10	0.18	〃	〃	〃	54	0
	A20	730	87	675	730	—	0.24	〃	有り	DI缶	49	3
	A21	725	85	670	730	—	0.22	〃	〃	〃	48	4
比 較 鋼	B1	600	88	740	750	15	0.18	TFS	〃	絞り缶	62	28
	B2	650	90	745	750	20	0.18	〃	〃	〃	67	21
	B3	705	94	730	750	—	0.20	〃	〃	〃	50	48
	B4	720	92	770	750	—	0.20	〃	〃	〃	53	50
	B5	715	90	750	750	—	0.24	ぶりき	無し	DI缶	51	64

\*1) TFS : クロムめっき、ぶりき : 銅めっき

【0030】

発生が少ない表面処理用鋼板の製造が可能となった。

【発明の効果】本発明によって、加工性が良好で欠陥の

フロントページの続き

(72) 発明者 岡本 竜司

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株  
式会社名古屋製鐵所内